

ABSTRACT OF JAPANESE PATENT

(11)Examined Publication No. :

H07-56046

(44)Date of examined publication of application : June 14, 1995

(51)Int.Cl.

C21D 8/06, B22D 11/00, 11/12, 11/124,
C22C 38/00

(21)Application number : H01-201909

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : Aug.2, 1989

(72)Inventors : KANEKO KOJI
SUGAWARA HIROFUMI
KOMINAMI TAKANORI

(11)Unexamined Publication H03-47918

Number.:

(43)Date of Unexamined Feb.28, 1991

Publication:

(54) PRODUCTION OF B-CONTAINING STEEL

(57)Abstract:

PURPOSE: To develop the steel products having a homogeneous and fine crystal grain structure and excellent hardenability by adding Ti of a specific ratio with the content of N in a molten steel to the molten steel and subjecting this molten steel to continuous casting then to hot rolling under specific conditions at the time of the production of B-containing steel.

CONSTITUTION: The molten steel made of the composition containing, by weight %, 0.1 to 0.45% C, 0.05 to 0.5% Si, 0.5 to 2% Mn, 0.02 to 0.05% Ti, 0.0006 to 0.003% B, 0.002 to 0.008% N, and 0.01 to 0.05% Al, and having ≥ 4 ratio of Ti%/N% is continuously cast. This steel ingot is cooled at $\geq 0.4^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ average cooling rate from the solidification initiation temp. to 750°C at the time of solidification of this ingot. The resulted steel ingot is heated to 800 to 950°C , and then rolled without subjecting the ingot to a soaking treatment. Fixing N as TiN by Ti obviates the conversion of B to BN. The steel products having the improved hardenability by the B and the improved effect of forming the finer crystal grains are thus obtained.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 特 許 公 報 (B 2)

(11) 特許出願公告番号

特公平7-56046

(24) (44) 公告日 平成7年(1995)6月14日

(51) Int.Cl. ⁸	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 8/06	A	7217-4K		
B 2 2 D 11/00	A	7362-4E		
11/12	A	7362-4E		
11/124	L	7362-4E		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 A			

請求項の数1(全 5 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願平1-201909	(71) 出願人	999999999 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号
(22) 出願日	平成1年(1989)8月2日	(72) 発明者	金子 晃司 兵庫県神戸市北区ひよどり台5-6-34-303
(65) 公開番号	特開平3-47918	(72) 発明者	菅原 宏文 兵庫県宝塚市仁川高台1-8-14
(43) 公開日	平成3年(1991)2月28日	(72) 発明者	小南 孝教 兵庫県加古川市別府町別府720-5
(31) 優先権主張番号	特願平1-89412	(74) 代理人	弁理士 植木 久一
(32) 優先日	平1(1989)4月8日		
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		
		審査官	影山 秀一
		(56) 参考文献	特開 平2-236224 (J P, A) 特開 昭51-131417 (J P, A) 特開 昭61-106722 (J P, A) 特開 昭64-15321 (J P, A)

(54) 【発明の名称】 含B鋼の製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.1~0.45% (重量%の意味、以下同じ)

Si : 0.05~0.5%

Mn : 0.5~2%

Ti : 0.02~0.05%

B : 0.0006~0.003%

N : 0.002~0.008%

Al : 0.01~0.05%

を含有し且つTi/N(重量%比)が4以上である溶鋼を、凝固開始温度から750℃までの平均冷却速度を0.4℃/秒以上の条件で連続铸造し、得られた铸件を均熱化处理することなく800~950℃で加熱・圧延することを特徴とする含B鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

2

【産業上の利用分野】

本発明は含B鋼の製造方法に関し、特に熱処理時にオーステナイト結晶粒の粗大化を招かず、安定した品質を与えることのできる含B鋼の製造方法に関するものである。

【従来の技術】

含B鋼は微量のBを添加することによって焼入性を改善した鋼材であるが、Bの上記作用を有効に発揮させるにはオーステナイト化時にBをフリーな状態で存在させる必要がある。このため含B鋼にTiを添加し、NをTiで固定することによってBNの析出を抑制し、Bによる焼入性改善効果を確保する様にしている。またTi添加は結晶粒の微細化にも寄与すると考えられている。

この様な含B鋼製品を得るに当たってまず断面サイズの大きいブルームや鋼塊とし、その後1150℃以上の均熱炉

で加熱してビレットに分塊され、更に該ビレットを1000～1250℃に再加熱して圧延し、線材や棒材とするのが一般的である。

尚省エネルギーの観点から圧延時の鋼材加熱温度を950～1150℃程度とする低温加熱法も提案され、近時実施されつつある。

Cを0.25～0.45%含む含B鋼は熱処理によって強度が高められるため、高強度が要求されるボルト等の機械部品に使用されるが、機械部品の製造工程では、前記圧延材（線材や30φ以下の細径棒鋼）を冷間鍛造し、ボルト等に成形した後焼入れ、焼もどし処理するのが一般的である。また浸炭用の含B鋼はC量が0.1～0.25%と少なく従って低硬度であるから、圧延によって線材や棒材とした後、浸炭処理によって表面硬化した状態で使用するのが一般的である。尚浸炭用含B鋼においては、900～950℃のオーステナイト温度領域で約3時間程度浸炭加熱された後焼入れされる。

〔発明が解決しようとする課題〕

ところがTi添加含B鋼はTiN等のTi系析出物が鋼中に溶け込まずに凝集して粗大化する傾向があり、浸炭時や焼入れ時にオーステナイト結晶粒が粗大化し易く、製品の焼入れ歪や塑性劣化等を招くという問題がある。

オーステナイト結晶粒の粗大化を防止する手段として、一般的な鋼ではAlとNの量を適量配合しつつこれらを圧延前の加熱によって固溶させ、圧延後にAlNの微細析出物を均一に分散させることが行なわれている。しかしながら含B鋼では、上述した様にBによる焼入性を確保する為にTiが添加されており、析出するTiNは非常に安定な物質であるので圧延前の加熱でこれを完全に固溶させることは不可能であり、圧延前の加熱で固溶する方法によってオーステナイト結晶粒の粗大化を防止することはできない。

本発明はこうした事情に着目してなされたものであって、その目的は、浸炭や焼入れ後も微細な結晶粒組織を保持し得るような含B鋼を製造する方法を提供しようとするものであり、これによって安定した品質の含B鋼を得ようとするものである。

〔課題を解決する為の手段〕

上記目的を達成し得た本発明方法とは、

C:0.1～0.45%

Si:0.05～0.5%

Mn:0.5～2%

Ti:0.02～0.05%

B:0.0006～0.003%

N:0.002～0.008%

Al:0.01～0.05%

を含有し且つTi/N（重量%比）が4以上である溶鋼を、凝固開始から750℃までの平均冷却速度が0.4℃/秒以上の条件で連続铸造し、得られた鋳片を均熱化処理することなく800～950℃で加熱・圧延する点に要旨を有する含

B鋼の製造方法である。

〔作用〕

本発明者らは、Ti添加含B鋼の特性について検討したところ次の様な着想が得られた。

① TiNは上述した様に安定な物質であるので、従来のAIN型鋼と異なり圧延条件を適切に設定するだけでは改善できない。即ち一旦析出したTiNは通常的手段ではそれ以上細かくすることが不可能である。従って、析出する時点でのTiN粒子をできるだけ微細にし、且つその後に凝集して該粒子が大きく成長するのを阻止する必要がある。

② TiNは、溶鋼の凝固開始時点からオーステナイト高温領域で析出し始める。従ってTiNの析出を極力低減する為に、この温度領域の通過条件を適切に制御する必要がある。

③ 従来法では、分塊時に高温加熱しているが、このような条件では既に析出しているTiNが凝集する傾向を示す。また、圧延時の加熱においてもTiN粒子の凝集が進行し易い。従って、TiNの凝集を阻止するという観点からすれば、高温加熱をできるだけ省略し、また圧延時の加熱温度を極力低減する必要がある。

本発明者らは、上記着想のもとで更に鋭意研究を進めた。

まずTiNを微細に析出させるには、溶鋼凝固開始時点からオーステナイト領域を通過するまでをできるだけ早く冷却する必要があると考えた。従来のブルーム連続では平均冷却速度が0.15℃/秒程度であったが、サイズの小さいビレット連続であれば0.4～0.8℃/秒の平均冷却速度が達成できる。そして本発明者らが検討したところによると、凝固開始から750℃までの冷却速度が0.4℃/秒以上となる様に連続铸造すれば、TiNの析出を微細にできることが分かった。

また上記ビレット連続によれば、分塊せずとも連続铸造後に製品に圧延できることから、通常行なわれる分塊前の均熱処理を行なわなくて済み、これによって析出TiNの凝集が阻止される。

次に、圧延時の加熱による凝集を阻止するには加熱温度をできるだけ低く設定すればよいと考えた。そして本発明者らが検討したところによると、通常の加熱温度（1000～1250℃）に比較して低目の温度である800～950℃に加熱してから圧延すれば、加熱によるTiNの凝集を極力低減できることが判明した。即ち、省エネルギー対策等の観点から加熱温度を950～1150℃程度にすることは既に指摘した通りであるが、この温度範囲ではTiNの凝集は依然として進行し易く、この凝集の進行を低減するには圧延時の加熱温度を更に低くして800～950℃程度にすることが極めて有効であることが判明した。但し、該加熱温度を800℃未満にすることは、圧延中に表面割れ発生という不都合が生じる。

以上の研究成果に基づき更に検討した結果、成分組成を

適切に設定したTi添加含B鋼を用い、上記条件を踏まえて製造すれば、熱処理時におけるオーステナイト結晶粒の粗大化を招かない含B鋼が実現できることが判明し、既述の構成を採用すれば本発明の目的が見事に達成され得ることを見出すに至り、ここに本発明を完成した。

Ti添加含B鋼における各成分組成の限定理由は次の通りである。

C:0.1~0.45%

Cは強度付与元素であり、0.1%未満では必要な強度が得られない。一方0.45%を超えると焼入れ後の靱性が低下すると共に焼割れが発生する。但し、含B鋼を浸炭用鋼として用いる場合は、C量はできるだけ抑える必要があり、0.25%程度以下にすべきである。またこのことは浸炭用鋼としては用いない場合は、強度保証という観点からしてC量は多くなってもよいことを意味し、0.25%以上であることが好ましい。

Si:0.05~0.5%

Siは脱酸剤として使用され、その効果を発揮させるためには0.05%以上の添加が必要である。一方多過ぎると延性や冷間加工性が悪くなるので上限は0.5%とした。

Mn:0.5~2%

Mnは脱酸・脱硫剤および焼入性向上元素として使用され、その効果を発揮させるためには0.5%以上の添加が必要である。しかし多過ぎると偏析による組織の不均一が生じ、焼入れ後の靱性も悪くなるので添加量は2.0%以下にする必要がある。

Ti:0.02~0.05%

[但しTi/N(重量%比) ≥ 4]

上述した様に、TiはBの焼入性効果を確保する為の必要元素であり、また結晶粒の微細化にも寄与する必要がある。Nを固定してBの焼入性効果を発揮させる為には、Nの4倍以上のTiが必要である。また結晶粒の微細化の為には、少なくとも0.02%以上添加する必要がある。しかし0.05%を超えて添加するとTiN粒子自体が大きくなって結晶粒の微細化効果が発揮されず、かえって鋼材の疲労性や靱性を低下させる。

第

B:0.0006~0.003%

Bは微量の添加で焼入性を向上させる元素である。その効果を発揮させるためには0.0006%以上の添加が必要であるが、0.003%を超えて添加しても効果が飽和するばかりか、かえって靱性や加工性を悪くする。

N:0.002~0.008%

Bの焼入性効果を確保する為にはNはできるだけ少ない方がよい。しかしながらTiNの形成によって再結粒の粗大化を防止するという観点からすれば必要不可欠な元素である。その効果を発揮させるためには0.002%以上添加する必要があるが、あまり多く添加すると粒径の大きいTiNが成形し易くなり、鋼材の靱性や疲労特性に悪影響を及ぼすので上限は0.008%とする必要がある。

Al:0.01~0.50%

Alは脱酸剤として使用され、十分な脱酸を行なう為には0.01%以上の添加が必要である。しかしながら多過ぎると圧延中に鋼材表面に割れが入りやすくなるので、0.05%以下に抑える必要がある。

以上の元素は本発明に係る含B鋼における必須成分であるが、必要に応じてCrやMoを適量添加してもよい。これらの元素は焼入性改善や強度向上の点で有効であるが、あまり多く添加することは延性や冷間加工性をかえって悪くするので、Crは1%以下、Moは0.5%以下とすべきである。

以下本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に倣して設計変更することはいずれも本発明の技術的範囲に含まれるものである。

[実施例]

実施例1

第1表に示す化学成分を有する供試材を用い、第2表に示す製造条件にて浸炭用含B鋼を製造し、これらの鋼材の浸炭処理後(930℃×3時間)のオーステナイト結晶粒度を調査した。尚このときの結晶粒度は、JIS G 0551に準拠して測定した値である。

その結果は第2表に併記する。

1

表

供試材	C	Si	Mn	P	S	B	Cr	Ti	Al	N
A	0.22	0.17	0.86	0.020	0.024	0.0012	0.15	0.025	0.037	0.0041
B	0.18	0.18	0.92	0.013	0.017	0.0015	0.13	0.015	0.029	0.0015
C	0.20	0.17	0.89	0.019	0.015	0.0010	0.17	0.029	0.031	0.0045
D	0.21	0.20	1.47	0.015	0.022	0.0013	0.14	0.040	0.034	0.0042
E	0.16	0.18	1.25	0.019	0.021	0.0012	0.60	0.035	0.038	0.0039

第 2 表

No.	供試材	平均冷却速度* (°C/秒)	均熱処理および分塊の有無**	圧延加熱温度(°C)	浸炭後の結晶粒度	備考
1	C	0.58	なし	900	8.5	実施例
2	D	0.58	なし	900	9.2	実施例
3	E	0.50	なし	900	8.8	実施例
4	A	0.15	均熱・分塊あり	900	2.2	比較例
5	B	0.58	なし	900	3.5	比較例
6	C	0.58	均熱あり分塊なし	900	0.5	比較例
7	C	0.58	なし	1250	2.0	比較例

* モールド内で凝固を開始してから鑄片 表面が750°Cになるまでの平均冷却速度

** 均熱処理温度：1250°C

第2表から、次の様に考察できる。

本発明で規定する要件を満足する実施例 (No. 1~3) については930°Cで3時間の浸炭処理によっても結晶粒の粗大化は認められず、極めて微細な結晶粒になっていた。

No. 4は鑄片の平均冷却速度の遅い従来のブルーム連鑄に*

第

3

表

供試材	C	Si	Mn	P	S	B	Cr	Ti	Al	N
F	0.35	0.20	0.89	0.017	0.007	0.0013	0.01	0.025	0.027	0.0041
G	0.35	0.18	0.83	0.013	0.014	0.0018	0.01	0.021	0.022	0.0030
H	0.34	0.25	1.15	0.019	0.011	0.0013	0.01	0.035	0.031	0.0044
I	0.34	0.19	0.88	0.022	0.013	0.0014	0.01	0.013	0.034	0.0015

第

4

表

No.	供試材	平均冷却速度* (°C/秒)	均熱処理および分塊の有無**	圧延加熱温度 (°C)	熱処理後の結晶粒度			備考
					850°C	900°C	950°C	
8	F	0.50	なし	900	8.5	8.3	8.1	実施例
9	H	0.50	なし	900	8.5	8.5	8.3	実施例
10	F	0.50	均熱あり 分塊なし	900	3.8	2.5	1.0	比較例
11	F	0.50	なし	1250	8.0	4.8	3.3	比較例
12	G	0.15	均熱・分塊あり	900	7.8	2.5	1.2	比較例
13	I	0.50	なし	900	4.3	2.0	0.5	比較例

* モールド内で凝固を開始してから鑄片 表面が750°Cになるまでの平均冷却速度

** 均熱処理温度：1250°C

第4表から、次の様に考察できる。

本発明で規定する要件を満足する実施例 (No. 8, 9) につ

*て製造したものであるが、均熱と分塊工程があるので浸炭処理によって結晶粒の粗大化が認められた。

No. 5はTiおよびNが少ないので、浸炭処理によって結晶粒の粗大化が認められた。

No. 6は鑄片の平均冷却速度は早い、圧延前に均熱処理を行なったので、浸炭処理によってオーステナイト結晶粒は部分的に粗大になり、混粒状態となっていた。

No. 7は圧延時の加熱温度を高くしたものであるが、オーステナイト結晶粒は粗大化し混粒状態となっていた。即ちAlN型の浸炭用鋼であれば、No. 7の製造条件で結晶粒粗大化が阻止できるが、Ti添加含B鋼ではこのような条件では結晶粒粗大化は阻止できないのである。

実施例2

第3表に示す化学成分を有する供試材を用い、第4表に示す製造条件で含B鋼線材 (17mm ϕ) を製造し、これらの線材を圧延材のままで70%の冷間鍛造加工を施した後、第4表に示す熱処理 (850, 900, 950 \times 1時間) を行ない、水冷後オーステナイト結晶粒度を実施例1と同様に調査した。

その結果を第4表に併記する。

50

いては850~950°Cで1時間の熱処理によっても結晶粒の粗大化は認められず、極めて微細な結晶粒になっていた

9

た。

No. 10は鋳片の平均冷却速度は早い、圧延前に均熱処理を行なったので、熱処理によってオーステナイト結晶粒は部分的に粗大になり、混粒状態となっていた。

No. 11は圧延加熱温度を高くしたものであるが、850℃の熱処理では細粒であるものの900℃以上の熱処理では粗大化している。

No. 12は鋳片の平均冷却速度の遅い従来のブルーム連铸にて製造したものであるが、均熱と分塊工程があるので

10

900℃以上の熱処理によって結晶粒の粗大化が認められた。

No. 13はTiおよびNが少ないので、850℃以上の熱処理によって結晶粒の粗大化が認められた。

[発明の効果]

以上述べた如く本発明方法によれば、熱処理後もオーステナイト結晶粒の粗大化を起こさず、均質で微細な結晶組織の含B鋼が得られた。

フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁶

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

C 2 2 C 38/14